

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : **10-195588**

(43)Date of publication of application : **28.07.1998**

(51)Int.Cl.

G22C 38/00

C21D 8/02

C21D 9/46

C22C 38/04

G22C 38/22

(21)Application number : **08-349238**

(71)Applicant : **KAWASAKI STEEL CORP**

(22)Date of filing : **27.12.1996**

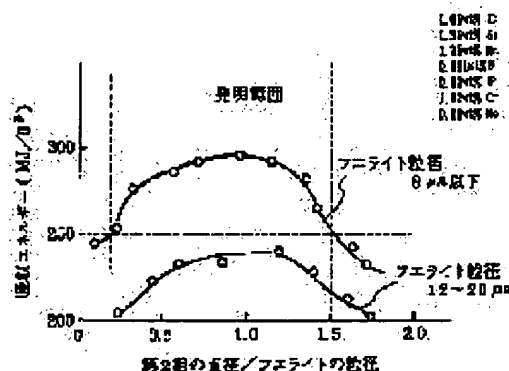
(72)Inventor : **TAKAGI SHUSAKU
MIURA KAZUYA
FURUKIMI OSAMU
OBARA TAKASHI
KANEMOTO NORIO
KATAOKA KUNIHICO**

(54) HOT ROLLED HIGH TENSILE STRENGTH STEEL PLATE EXCELLENT IN FORMABILITY AND COLLISION RESISTANCE AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a thin hot rolled high tensile strength steel sheet having the characteristics of 490 to 980MPa tensile strength, $\leq 75\%$ yield ratio, $\geq 25\%$ total elongation and $\geq 250\text{MJ/m}^3$ absorbed energy to 0.3 true strain in tensile testing at a strain rate of 2000sec^{-1} and excellent in formability and collision resistance.

SOLUTION: As for a steel stock having a compositional compsn. contg., by weight, 0.02 to 0.2% C, 0.1 to 1.5% Si, 0.5 to 3.0% Mn and 0.010% S, furthermore contg. one or \geq two kinds selected from 0.03 to 0.15% Mn, 0.1 to 2.0% Cr and 0.1 to 1.0% Mo, and the balance Fe with inevitable impurities, hot rolling is finished at the Ar3 transformation point or above, within 0.1 to 5.0sec after that, cooling is started, it is cooled to 620 to 800° C at a cooling rate of $\geq 50^\circ$ C/sec, is subjected to air cooling for 0.5 to 15sec, is next cooled to 300 to 600° C at a cooling rate of $\geq 30^\circ$ C/sec and is coiled to form its structure into the one in which ferritic phases having $\leq 10 \mu\text{m}$ average grain size occupy by 80 to 97vol.%, and the balance secondary phases essentially consisting of martensite in which the average diameter is regulated to 0.2 to 2.0 times the ferrite average grain size.



(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-195588

(43) 公開日 平成10年(1998) 7月28日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	F I
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00 3 0 1 A
C 2 1 D 8/02		C 2 1 D 8/02 A
9/46		9/46 S
C 2 2 C 38/04		C 2 2 C 38/04
38/22		38/22

審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 9 頁)

(21) 出願番号 特願平8-349238

(22) 出願日 平成 8 年 (1996) 12月27日

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通 1 丁目 1 番28号

(72) 発明者 高木 周作

千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72) 発明者 三浦 和哉

千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(74) 代理人 弁理士 小川 順三 (外 1 名)

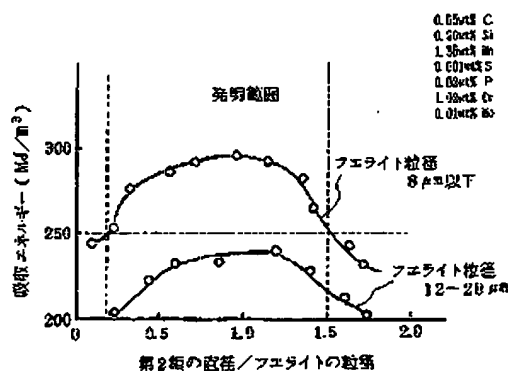
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 成形性と耐衝撃特性に優れた熱延高張力鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 引張強さ 490~980 MPa、降伏比75%以下、全伸び25%以上、歪速度2000 sec⁻¹の引張試験における、真歪 0.3までの吸収エネルギーが250 MJ/m²以上の特性を有する、成形性と耐衝撃特性に優れた鋼物の熱延高張力鋼板を提供する。

【解決手段】 C: 0.02~0.2 wt%, Si: 0.1~1.5 wt%, Mn: 0.5~3.0wt%, S: 0.010 wt%以下を含み、かつ P: 0.03~0.15wt%, Cr: 0.1~2.0 wt%, Mo: 0.1~1.0 wt%から選ばれる 1 種または 2 種以上を含有し、残部は Fe および不可避免的な成分組成になる鋼素材を、A₁変態点以上で熱間圧延を終了し、その後0.1~5.0 秒の間に、冷却を開始して、50°C/sec 以上の冷却速度で 620~800 °Cまで冷却し、0.5~15sec 間空冷し、次いで30°C/sec 以上の冷却速度で、300~500 °Cまで冷却し、巻き取ることにより、平均粒径10μm以下のフェライト相が体積率で80~97%を占め、残部は平均直径がフェライト平均粒径の0.2~2.0 倍であるマルテンサイトを主体とする第2相からなる組織とする。



(2)

特開平10-195588

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】C: 0.02~0.2 wt%,

Si: 0.1 ~1.5 wt%,

Mn: 0.5 ~3.0 wt%,

S: 0.010 wt%以下

を含み、かつ

P: 0.03~0.15wt%,

Cr: 0.1 ~2.0 wt%,

Nb: 0.1 ~1.0 wt%

から選ばれる1種または2種以上を含有し、残部はFeおよび不可避の不純物からなり、平均粒径10μm以下のフェライト相が体積率で80~97%を占め、残部は平均直径がフェライト平均粒径の0.2~1.5倍であるマルテンサイトを主体とする第2相からなることを特徴とする、成形性と耐衝撃特性に優れた熱延高張力鋼板。

【請求項2】C: 0.02~0.2 wt%,

Si: 0.1 ~1.5 wt%,

Mn: 0.5 ~3.0 wt%,

S: 0.010 wt%以下

を含み、かつ

P: 0.03~0.15wt%,

Cr: 0.1 ~2.0 wt%,

Nb: 0.1 ~1.0 wt%

から選ばれる1種または2種以上を含有し、残部はFeおよび不可避の不純物の成分組成になる鋼素材を、 A_{r3} 変態点以上で熱間圧延を終了し、その後0.1~5.0秒の間に、冷却を開始して、 $50^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で $620\sim 800^{\circ}\text{C}$ まで冷却し、 $0.5\sim 15\text{sec}$ 間空冷し、次いで $30^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で、 $300\sim 600^{\circ}\text{C}$ まで冷却し、巻き取ることを特徴とする、成形性と耐衝撃特性に優れた熱延高張力鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】この発明は、主として自動車用部品で、高強度かつ高成形性が必要とされる部位の素材として、さらには、自動車が走行中に万一衝突した場合に優れた耐衝撃性（以下、単に「耐衝撃特性」と略記する）が求められる部位の素材として用いて好適な熱延高張力鋼板およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】最近、地球環境保全の機運が高まってきたことを背景として、自動車からの CO_2 排出量の低減が求められている。 CO_2 排出量低減のための具体的手段としては、自動車車体の計量化が有効であり、軽量化の方法としては、鋼板の高強度化による板厚の低減が有効であると考えられている。さらに、最近の自動車車体の設計思想に基づけば、単なる鋼板の高強度化のみでなく、走行中に万一衝突した場合において、耐衝撃性に優れた鋼板、すなわち高歪速度で変形した場合の吸収エネルギーが高い鋼板の開発が、自動車の安全性の向上をもたら

2

すとともに、車体の軽量化の実現に有効に寄与するものとして注目されている。一方、近年の部材のコストダウン指向により、従来から用いられていた冷延鋼板に替えて、3.0mm以下といった板厚の熱延鋼板を採用しようとする気運が高まりつつある。このような最近の状況から、自動車の安全性向上とコストダウンの観点から、耐衝撃特性に優れた熱延高張力鋼板の開発が熱望されている。

【0003】ところで、従来、自動車用鋼板の材質強化は、フェライト单相組織では、主としてSi、Mn、Pといった固溶型元素を添加することによる固溶強化、あるいはNb、Tiといった炭窒化物形成元素を添加することによる析出強化による方法が一般的であった。例えば、特開昭56-139654号公報等では、極低炭素鋼に加工性、時効性を改善するためにTi、Nbを含有させ、さらにP等の強化成分を加工性を害しない範囲で含有させて高強度化を図った鋼板を提案している。また、例えば特開昭59-193221号公報には、極低炭素鋼にSiの添加によって高強度化を図る方法の提案がなされている。また、特開昭60-52528号公報には、低炭素鋼を高温で焼鈍し、冷却後にマルテンサイト相を析出させることにより、延性に優れた高強度鋼板の製造方法が提案されている。

【0004】このようなフェライトとマルテンサイトの2相組織鋼板は、一般に、 A_{r3} 変態点以上の温度で熱間圧延を終了し、フェライトが析出する温度まで急冷した後空冷し、フェライトを十分に析出させ、残りのオーステナイト相中に炭素を濃化させ、巻取り後にマルテンサイトに変態させて製造され、優れた成形性を有している。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかし、板厚が2.6mm以下程度まで薄くなると、鋼板の温度低下速度が速くなるので、熱間圧延終了温度をコイル全長にわたって A_{r3} 変態点以上に保つためには、通常、圧延速度を遅くしなければならなかった。このため、上記鋼物の熱延鋼板を従来の技術で製造しても、フェライトを析出させるための空冷時間が短くなり、オーステナイト中の炭素濃化が不十分となって、巻取り後にオーステナイトがベイナイトに変態するため、良好な強度-伸びバランスが得られないという問題があった。

【0006】また、上述したような従来から提案されている方法で高強度化を図った鋼板は、自動車ボディの板厚をある程度減少させることはできても、上記の耐衝撃特性を本質的に改善するものではなかった。なぜなら、これらの提案は、鋼板強度の指標である降伏強度あるいは引張強度を、歪速度が $10^{-3}\sim 10^{-1}(\text{sec}^{-1})$ と極めて遅い、いわゆる静的な評価方法のみに基づいて求めている。これに対し、実際の自動車ボディの設計では、このような静的な強度よりもむしろ、衝突時の安全性を考慮した、歪速度が $10\sim 10^4(\text{sec}^{-1})$ の衝撃的な変形を伴

(3)

特開平10-195588

3

4

う、いわゆる動的な評価方法に基づく強度の方が重要となるからである。従って、静的強度のみに着目して開発されている、上述した従来の各提案は、自動車車体の軽量化に対して根本的な指標たり得ないという問題があった。

【0007】なお、特開平7-90482号公報には鋼板の耐衝撃性を向上させることを目的として、マルテンサイトとフェライトの2相組織鋼板が提案されている。しかし、このフェライトとマルテンサイトの2相組織鋼板は、比較的良好な耐衝撃特性を有するものの、今日の自動車メーカーが要求している、より一層高レベルの特性を満たすまでには至っていないのが現状である。

【0008】そこで、本発明の目的は、従来の熱延鋼板よりもさらに優れた、成形性と耐衝撃特性を具えた熱延高張力鋼板を提供することにある。本発明の具体的な目的は、引張強さ：490～980 MPa、降伏比（＝降伏強さ／引張強さ）75%以下、全伸び25%以上であり、歪速度2000 sec⁻¹の引張試験における、真歪0.3までの吸収エネルギーが250 MJ/m²以上の特性を有する、成形性と耐衝撃特性に優れた薄物の熱延高張力鋼板を提供することにある。本発明の他の目的は、上記特性を具えた熱延高張力鋼板を、板厚0.8 mmまでは安定して得るための製造方法を提供することにある。

【0009】

【課題を解決するための手段】発明者らは、フェライトとマルテンサイトとからなる2相組織鋼を基本にして、上記の目的の実現に向け鋭意研究した結果、金属組織、化学組成のほか、熱間圧延、圧延後の冷却、巻き取りなどの製造条件を適正に制御することにより、成形性と耐衝撃特性が従来よりも一段と優れた熱延高張力鋼板を製造することができ、しかも、これらの特性を、板厚0.8 mm以上の薄物で、安定して得ることが可能になることを知見し、本発明に想到した。すなわち、本発明は、下記の内容を要旨構成とするものである。

【0010】

(1) C：0.02～0.2 wt%、 Si：0.1～1.5 wt%、

Mn：0.5～3.0 wt%、 S：0.010 wt%以下

を含み、かつ

P：0.03～0.15 wt%、 Cr：0.1～2.0 wt%、

Nb：0.1～1.0 wt%

から選ばれる1種または2種以上を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなり、平均粒径10 μm以下のフェライト相が体積率で80～97%を占め、残部は平均直径がフェライト平均粒径の0.2～1.5倍であるマルテンサイトを主体とする第2相からなることを特徴とする、成形性と耐衝撃特性に優れた熱延高張力鋼板。

【0011】

(2) C：0.02～0.2 wt%、 Si：0.1～1.5 wt%、

Mn：0.5～3.0 wt%、 S：0.010 wt%以下

を含み、かつ

P：0.03～0.15 wt%、 Cr：0.1～2.0 wt%、

Nb：0.1～1.0 wt%

から選ばれる1種または2種以上を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の成分組成になる鋼素材を、A₁変態点以上で熱間圧延を終了し、その後0.1～5.0秒の間に、冷却を開始して、50℃/sec以上の冷却速度で620～800℃まで冷却し、0.5～15sec間空冷し、次いで30℃/sec以上の冷却速度で、300～600℃まで冷却し、巻き取ることを特徴とする、成形性と耐衝撃特性に優れた熱延高張力鋼板の製造方法。

【0012】

【発明の実施の形態】はじめに、本発明が目標とする材料特性について説明する。

・引張強さ：490～980 MPa、降伏比（＝降伏強さ／引張強さ）：75%以下、全伸び：25%以上

引張強さが490 MPa以上で、降伏比が75%を超えると、プレス成形時のスプリングバックが大きくなり、安定したプレス製品を製造できなくなるため、降伏比は75%以下とすることが必要である。また、鋼板の全伸びが25%未満であると、プレス成形時に割れが生じやすくなるので、全伸びは25%以上が必要である。なお、引張強さの上限を980 MPaとするのは、980 MPaを超えると自動車の衝突時に、鋼板が衝突エネルギーの吸収を行いにくくなり、大きな衝撃がキャビン中の乗客に伝わるからである。

【0013】・歪速度2000(sec⁻¹)の引張試験で、真歪0.3までの吸収エネルギー：250 MJ/m²以上

自動車の衝突時の部材の変形の歪速度は2000(sec⁻¹)に達し、変形量が真歪で0.3までの吸収エネルギーが耐衝撃特性の指標として重要である。研究の結果、鋼板の高強度化により、強度の面では自動車用鋼板の薄肉化が可能になったとしても、上記の吸収エネルギーが250 MJ/m²未満であると、自動車の衝突試験で十分な耐衝撃特性が得られないことがわかった。よって、上記条件における吸収エネルギーは250 MJ/m²以上必要である。

【0014】次に、この発明において、鋼の化学成分、組織、製造条件等を要旨構成のとおりに限定した理由を説明する。

C：0.02～0.2 wt%

Cは、2相組織中のマルテンサイトの強度と体積分率を高めるために必要な成分である。C量が0.02 wt%未満では十分な量の炭化物およびマルテンサイトを主相とする第2相が得られない。一方、0.2 wt%を超えるとフェライト中に固溶Cが存在し、成形性を阻害する。よって、Cの含有量を0.02～0.2 wt%とする。

【0015】Si：0.1～1.5 wt%

Siは、フェライト中の固溶Cをオーステナイト中に濃化させ、鋼の焼き入れ性を向上させると共に、フェライトの純度を高めることにより鋼板の成形性を向上させる作用を有する。この作用は、0.1 wt%以上の添加で現われ

(4)

特開平10-195588

5

るが、1.5 wt%を超えて含有させた場合には、熱延板の表面性状および表面処理性が顕著に劣化する。したがって、Siの含有量は0.1～1.5 wt%、好ましくは0.3～1.2 wt%とする。

【0016】Mn: 0.5～3.0 wt%

Mnは、オーステナイト安定化型元素であり、0.5 wt%未満では、焼き入れ性が低下し、2相組織が得られにくくなる。また、3.0 wt%を超えると、鋼板が硬化し、成形性が低下する。従ってMn含有量は、0.5～3.0 wt%、好ましくは0.7～2.0 wt%とする。

【0017】S: 0.010 wt%以下

Sは、その量を低減させることにより、鋼中の析出物が減少して加工性の向上に寄与する。このような効果は、S量を0.010 wt%以下に制限することにより得られる。

【0018】P: 0.03～0.15 wt%

Pは、マルテンサイト生成の臨界冷却速度を小さくする作用を有しているが、この効果は0.03 wt%以上の添加により現れる。一方、0.15 wt%を超えて含有させると、鋼板が硬化して成形性が低下し、また表面処理性も劣化する。したがって、Pの含有量は0.03～0.15 wt%とする。

【0019】Cr: 0.1～2.0 wt%

Crは、マルテンサイト生成の臨界冷却速度を小さくする作用を有しているが、その効果は0.1 wt%以上の添加で現れる。一方、2.0 wt%を超えて含有させるとその効果は飽和し、製造コストも高くなる。従って、Crの含有量は0.1～2.0 wt%とする。

【0020】Mo: 0.1～1.0 wt%

Moは、マルテンサイト生成の臨界冷却速度を小さくする作用を有しているが、その効果は0.1 wt%以上の添加で現れる。一方、1.0 wt%を超えて含有させるとその効果は飽和し、製造コストも高くなる。従って、Moの含有量は0.1～1.0 wt%とする。

【0021】本発明における熱延高張力鋼板は、前述したように、フェライトとマルテンサイトを主体とする第2相からなる2相組織であり、このうち平均粒径10μm以下のフェライト相が体積率で80～97%を占め、残部は平均直径がフェライト平均粒径の0.2～1.5倍であるマルテンサイトを主体とする第2相とする必要がある。というのは、フェライト相の体積率が80%未満では、硬質第2相が増加するため、降伏比75%以下を達成できなくなり、一方、97%を超えると、逆に、硬質第2相が少なくなり、図1に示すように、高速変形時の吸収エネルギーを低下させるからである。また、第2相はマルテンサイトを主体とする必要があり、第2相の少なくとも50%はマルテンサイトである必要がある。これは、第2相相中のオーステナイトまたはベイナイトが多くなり、マルテンサイトが50%未満になると、高速変形時の吸収エネルギーが低下するからである。さらに、フェライト相の平均粒径を10μm以下および第2相であるマルテンサイト相の平均直径をフェライト平均粒径の0.2～1.5倍と

6

するのは、この範囲を外れると、図2に示すように、高速変形時の吸収エネルギーが低下するからである。

【0022】本発明による熱延高張力鋼板は、鋼素材（スラブ）を常法により加熱し、粗延および仕上げ圧延よりなる連続熱間圧延を行い、コイルに巻き取り、必要に応じて、酸洗による脱スケールを行って製造される。これらの製造工程において、本発明では、とくに、熱間圧延のあと巻き取りまでの冷却条件の制御が重要である。すなわち、 A_{r3} 変態点以上で熱間圧延を終了後、その後0.1～5.0秒の間に、冷却を開始して、50℃/sec以上の冷却速度で620～800℃まで冷却（1次強制冷却）し、その後0.5～15sec間空冷し、次いで30℃/sec以上の冷却速度で、300～600℃まで冷却（2次強制冷却）し、巻き取る必要がある。以下にその理由を説明する。

【0023】・熱間圧延終了温度： A_{r3} 変態点以上熱間圧延を A_{r3} 変態点以下で行うと、熱延板中のフェライトに歪みが蓄積され、成形性が著しく低下するからである。

【0024】・熱間圧延後の冷却と巻き取り

熱間圧延後0.1～5.0秒の間に、50℃/sec以上で冷却（「1次強制冷却」とする）を開始するのは、熱間圧延終了後冷却までの経過時間が、0.1秒未満では、圧延終了温度の制御が難しくなり、一方、5.0秒を超えると、オーステナイト粒の粗大化によりフェライト変態の遅延を招き、その結果オーステナイト中への炭素の濃化が阻害され、第2相がパーライトやベイナイトに変態し、成形性と耐衝撃特性の低下を招くからである。また、冷却速度が50℃/sec未満では、フェライト粒の核生成速度が低下し、フェライト変態が遅延し、その結果オーステナイト中への炭素の濃化が阻害されるため、第2相がパーライトやベイナイトに変態し、成形性と耐衝撃特性の低下を招くからである。特に、板厚の薄い熱延鋼板で安定した材質を得るためには、この温度範囲における冷却速度の増加が最も効果的である。

【0025】この1次強制冷却を620～800℃まで行うのは、冷却終了時の温度が800℃を超えた場合には、フェライト変態速度が遅いため、マルテンサイトを主相とする第2相が得られなくなり、成形性が劣化するからである。また、冷却終了時の温度が620℃未満になると、オーステナイトから、パーライト変態が開始し、マルテンサイトを主相とする第2相が得られず、成形性、耐衝撃特性が劣化するからである。

【0026】次いで、0.5～15secの時間空冷するのは、空冷時間が0.5sec未満では、フェライト変態する時間が短いため、マルテンサイトを主相とする第2相が得られず、成形性が劣化するからであり、一方、15秒を超えると、フェライト粒が粗大化して、耐衝撃特性を低下させるからである。

【0027】上記空冷を挟んで、30℃/sec以上の速度

(5)

特開平10-195588

7

8

で、300～600℃まで2次強制冷却を行うのは、冷却速度が30℃/sec未満もしくは冷却停止温度が500℃を超えると、オーステナイトがパーライト変態もしくはベイナイト変態を開始し、マルテンサイトが主相の第2相が得られなくなり、成形性が劣化するからである。また、冷却停止温度が300℃未満になると、フェライト中に固溶Cが残存し、伸びが劣化するからである。

【0028】なお、以上の説明では、専ら自動車用の用途に用いる場合について述べたが、本発明による技術は、高歪速度下での強度を要求される他の用途にも同様に有効であることはいうまでもない。

【0029】

【実施例】表1に示す化学組成の鋼を、乾炉にて溶製した。これらのスラブを、表1に示す各条件で、熱間圧延、冷却ののち、コイルに巻き取り、板厚1.0～3.0mmの熱延高張力鋼板を製造した。得られた鋼板について、コイル長手方向の中央の位置から供試材を採取して、光

学顕微鏡により構成組織と結晶粒径を調査するとともに、第2相の体積率を求めた。第2相の体積率は、画像処理により第1相および第2相の数と平均直径を求め、平均直径を下式により3次元の直径に換算し、第1相および第2相の数、平均3次元直径より体積率を求めた。

$$D = 1.128 L$$

ただしD：平均直径（2次元）、L：平均3次元直径
また、通常の歪速度での引張試験により引張特性、歪速度2000(sec⁻¹)で引張変形を行ったときの真歪0.3までの吸収エネルギーを測定した。これらの結果を表2に示す。図3は、得られた結果から、降伏比と全伸びの関係を、また図4、図5、図6は、1次強制冷却速度と、それぞれ降伏比、全伸び、高歪変形時の吸収エネルギーとの関係を示したものである。

【0030】

【表1】

(5)

符號平10-195588

9

10

No	化 学 成 分 (wt%)						A ₁ 凝固点 (°C)	凝固点 低于温度 (°C)	1 次冷却		空 冷		2 次冷却 冷却速度 (°C/sec)	冷却速度 (°C)	例 号
	C	Si	Mn	S	P	Fe			冷却时间 (sec)	冷却速度 (°C/sec)	冷却速度 (°C)	冷却时间 (sec)			
1	0.034	0.84	0.95	0.002	0.02	0.57	860	900	0.3	140	730	7.2	130	400	说明例
2	0.041	0.84	1.04	0.002	0.02	0.83	848	900	3.4	160	730	6.3	130	420	"
3	0.048	1.23	1.06	0.002	0.01	0.72	870	910	0.3	90	750	7.8	130	480	"
4	0.052	0.96	1.35	0.001	0.02	1.02	808	870	1.2	100	700	5.5	100	480	"
5	0.080	1.23	1.76	0.003	0.02	1.37	698	860	1	90	700	10.4	100	400	"
6	0.046	0.96	1.32	0.002	0.02	0.01	866	880	1.2	90	720	13.7	40	420	"
7	0.075	0.86	1.81	0.001	0.03	0.01	772	880	1.6	140	710	7.2	80	500	"
8	0.090	0.21	1.93	0.001	0.12	0.01	713	900	1.2	80	730	3.4	70	480	"
9	0.031	0.12	2.40	0.002	0.03	0.01	678	910	1.5	130	680	3.4	70	420	"
10	0.028	1.34	1.54	0.002	0.01	0.54	773	900	1.6	120	660	7.5	100	520	"
11	0.035	0.72	1.24	0.003	0.13	0.23	639	880	0.5	140	700	8.6	50	480	"
12	0.110	1.21	1.41	0.003	0.02	1.16	700	870	0.5	120	700	5.3	100	450	"
13	0.153	1.37	1.26	0.002	0.02	1.13	660	850	0.5	100	630	4.1	30	440	"
14	0.046	0.96	1.32	0.002	0.05	0.93	821	870	0.5	140	720	7.3	50	480	"
15	0.046	0.96	1.32	0.002	0.05	0.93	821	840	0.8	90	700	6.4	110	460	"
16	0.046	0.96	1.32	0.002	0.05	0.93	821	821	3.1	120	750	5.4	50	460	"
17	0.046	0.96	1.32	0.002	0.05	0.93	821	940	0.5	180	720	5.1	120	500	"
18	0.046	0.96	1.32	0.002	0.05	0.93	821	870	1.2	200	700	1.5	180	400	"
19	0.046	0.96	1.32	0.002	0.05	0.93	821	880	1.6	140	680	7.2	100	540	"
20	0.046	0.96	1.32	0.002	0.05	0.93	821	880	1	90	730	5.1	100	460	"
21	0.046	0.96	1.32	0.002	0.05	0.93	821	880	0.5	100	720	6.3	80	420	"
22	0.053	1.01	1.24	0.003	0.02	0.07	831	870	5.7	90	570	10.3	70	410	比较例
23	0.046	0.96	1.23	0.002	0.02	0.01	834	910	1	100	720	10.2	50	520	"
24	0.083	0.15	1.74	0.002	0.02	0.01	769	880	1	80	710	19.1	50	460	"
25	0.040	1.03	1.70	0.001	0.13	0.01	738	880	1	60	710	7.3	100	440	"
26	0.032	0.03	1.76	0.001	0.13	0.97	714	870	2	45	700	10.2	80	480	"
27	0.046	0.96	1.32	0.002	0.05	0.93	821	880	1.5	20	730	5.1	100	460	"
28	0.048	0.98	1.32	0.002	0.05	0.93	821	870	1.2	20	710	8.1	80	380	"
29	0.046	0.96	1.32	0.002	0.05	0.93	821	880	1.2	40	690	7.3	80	420	"
30	0.046	0.96	1.32	0.002	0.05	0.93	821	880	1.2	120	610	5.2	60	400	"
31	0.046	0.96	1.32	0.002	0.05	0.93	821	880	1	100	700	0.2	50	460	"
32	0.046	0.96	1.32	0.002	0.05	0.93	821	880	0.5	80	730	3.0	10	540	"
33	0.046	0.96	1.32	0.002	0.05	0.93	828	900	0.5	140	710	6.8	100	620	"

[0031]

[表2]

(7)

特開平10-195588

11

12

No	板厚 (mm)	フェライト相		第2相		b/a	降伏強さ (MPa)	引張強さ (MPa)	降伏比 (%)	全伸び (%)	吸収エネルギー (MJ/m ²)	備考
		体積率 (%)	粒径 a (μm)	主相	粒径 b (μm)							
1	2.0	95.0	4.8	マルテンサイト	3.1	0.65	357	515	60	35.7	257	発明例
2	2.0	95.0	4.6	マルテンサイト	2.4	0.52	364	562	65	34.8	252	"
3	2.6	92.0	4.5	マルテンサイト	3.4	0.76	394	628	63	31.9	262	"
4	2.6	89.0	3.1	マルテンサイト	2.4	0.77	374	637	59	32.4	271	"
5	2.0	92.0	2.7	マルテンサイト	3.2	1.19	425	697	61	30.8	285	"
6	1.6	94.0	2.8	マルテンサイト	3.4	1.21	412	655	63	32.2	274	"
7	1.8	96.0	1.8	マルテンサイト	1.2	0.67	448	692	65	27.1	280	"
8	2.3	85.0	8.3	マルテンサイト	2.5	0.30	428	670	64	31.5	278	"
9	1.6	87.0	1.7	マルテンサイト	1.1	0.64	418	675	62	28.4	279	"
10	2.0	85.0	1.4	マルテンサイト	1.2	0.86	449	631	71	33.4	280	"
11	1.6	93.0	1.7	マルテンサイト	2.0	1.18	397	640	62	33.8	270	"
12	1.6	91.0	0.8	マルテンサイト	1.1	1.38	651	729	62	27.3	329	"
13	2.0	90.0	1.2	マルテンサイト	1.6	1.33	496	657	58	28.9	347	"
14	2.0	91.0	5.7	マルテンサイト	1.3	0.23	360	622	58	32.2	255	"
15	1.0	91.9	2.3	マルテンサイト	2.6	1.13	471	659	71	27.5	259	"
16	1.6	93.0	2.1	マルテンサイト	2.3	1.10	408	645	63	30.4	254	"
17	1.4	94.0	1.6	マルテンサイト	2.2	1.38	386	629	61	32.7	260	"
18	0.8	84.0	1.2	マルテンサイト	0.8	0.66	461	651	71	30.4	282	"
19	1.6	89.0	1.4	マルテンサイト	1.0	0.71	395	616	64	32.9	254	"
20	2.6	83.0	7.1	マルテンサイト	3.2	0.45	475	672	71	26.9	282	"
21	2.6	92.0	1.8	マルテンサイト	2.3	1.28	379	634	60	34.2	273	"
22	2.6	73.0	10.3	マルテンサイト	3.8	0.37	493	630	80	21.7	260	比較例
23	1.6	75.0	2.7	ベイナイト	4.6	1.70	543	697	78	19.3	275	"
24	2.9	98.0	11.1	マルテンサイト	4.5	0.41	432	534	81	26.0	231	"
25	1.6	78.0	2.8	マルテンサイト	4.7	1.68	425	543	78	25.7	232	"
26	2.6	72.0	11.7	ベイナイト	3.5	0.30	379	562	67	22.3	225	"
27	2.6	73.0	12.3	マルテンサイト	1.3	0.10	512	675	76	22.4	245	"
28	2.6	76.0	10.7	マルテンサイト	5.2	0.49	520	662	79	22.9	241	"
29	2.6	79.0	10.6	マルテンサイト	5.2	0.49	487	637	76	24.0	252	"
30	2.0	67.0	1.4	マルテンサイト	5.3	3.79	421	552	76	21.3	230	"
31	2.3	75.0	2.6	ベイナイト	6.7	2.57	508	657	77	22.1	254	"
32	2.6	53.0	4.4	パーライト	2.2	0.50	453	572	79	27.3	237	"
33	1.6	87.0	5.5	パーライト	2.1	0.33	472	561	84	24.6	228	"

【0032】以上の試験結果から、本発明では、いずれも、所定の粒径を有するフェライト-マルテンサイトの2相組織鋼板となり、良好な成形性と耐衝撃特性を具えていることがわかる。その特性は、表2に示す結果から明らかなように、引張強さ 490~960 MPa、降伏比(降伏強さ/引張強さ) 75%以下、全伸び25%以上、歪速度 2000 sec⁻¹で引張変形を行ったときの真歪 0.3までの吸収エネルギーが250 MJ/m²以上という優れた特性を有している。なお、コイル長手方向の先・尾端の位置からも、同様な供試材を採取して試験したが、各特性値は、表2に示す値の±2%以内の範囲にあり、コイル長手方向にも安定した特性を示していた。

【0033】

【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、化学組成、金相組織を適正に制御した2相組織にすることによって、従来よりも一段と優れた、成形性と耐衝撃特性を具える薄物の熱延高張力鋼板を提供することが可能となる。しかも本発明によれば、この鋼板を、板厚0.

8 mmまではコイル長手方向に安定した材質を維持したまま製造可能となる。したがって、本発明に従う熱延高張力鋼板を自動車用に適用することによって、プレス成形性を損なうことなく、自動車車体の軽量化と安全性の向上を、一層経済的に達成することが可能になる。

【図面の簡単な説明】

【図1】第2相の体積分率と高歪速度変形時における吸収エネルギーとの関係を示すグラフである。

【図2】(第2相の直径)/(フェライトの粒径)と高歪速度変形時における吸収エネルギーとの関係を示すグラフである。

【図3】降伏比と全伸びとの関係を示すグラフである。

【図4】降伏比に及ぼす1次冷却速度の影響を示すグラフである。

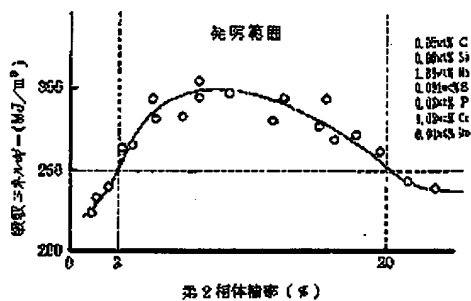
【図5】全伸びに及ぼす1次冷却速度の影響を示すグラフである。

【図6】高歪速度変形時における吸収エネルギーに及ぼす1次冷却速度の影響を示すグラフである。

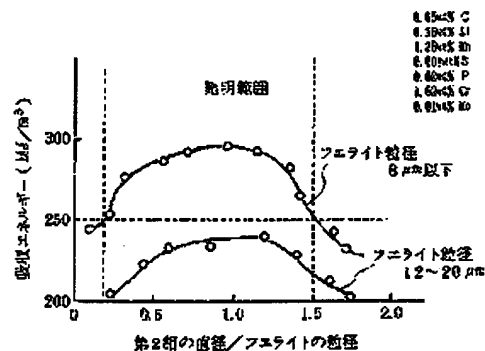
(8)

特開平10-195588

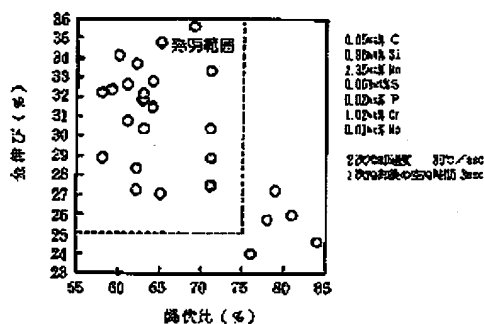
【図1】



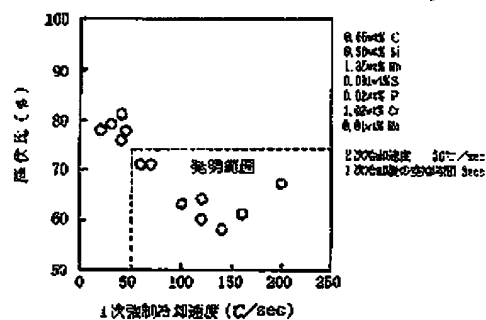
【図2】



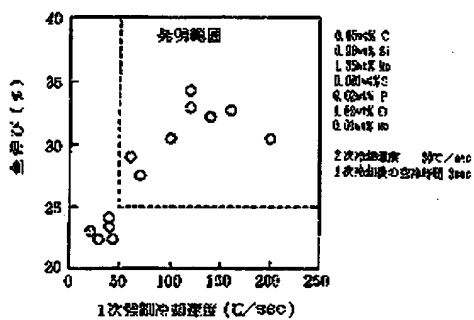
【図3】



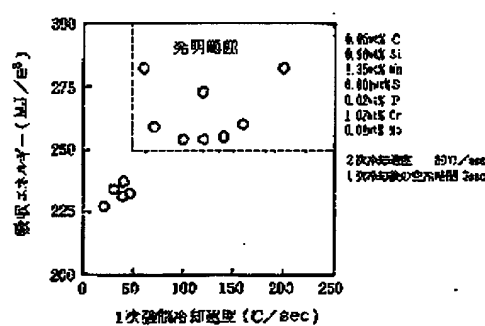
【図4】



【図5】



【図6】



フロントページの続き

(72)発明者 古君 修

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 小原 隆史

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

(9)

特開平10-195588

(72)発明者 金本 規生
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社千葉製鉄所内

(72)発明者 片岡 國彦
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社千葉製鉄所内